

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 61-270355

(43)Date of publication of application : 29.11.1986

(51)Int.Cl. C22C 38/50
C21D 6/00
C22C 38/54

(21)Application number : 60-111752 (71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 24.05.1985 (72)Inventor : TSUMURA TERUTAKA
OKADA YASUTAKA

(54) HIGH STRENGTH STEEL EXCELLING IN RESISTANCE TO DELAYED FRACTURE

(57)Abstract:

PURPOSE: To develop a high strength steel having superior yield strength and resistance to delayed fracture by subjecting an Ni-Cr-Mo low alloy steel containing trace constituents of various kinds to heat treatment under specific conditions.

CONSTITUTION: The low alloy steel contains, by weight, 0.15W0.45% C, <1.50% Si, 0.01W1.50% Mn, 0.10W4.00% (not including 0.10%) Ni, 0.50W2.00% Cr, either or both of Mo and W in the amount satisfying

Mo+1/2W=0.30W1.50%, 0.01W0.20% V, 0.005W0.20%

Nb, 0.01W0.15% Zr and 0.01W0.10% Al, to which

specific small amounts of Cu, Ca, Ti and B are further added independently or in combination. This steel is subjected to hardening from the temp. of AC3 point or

above and then to tempering from the temp. between 580° and AC1 point under the condition that PLM represented by expression (1) is 16.8×103 or more. In this way, the steel stock having austenite grains of ASTM No.8.5 or above, excelling in resistance to delayed fracture and suitable for ultra-high strength oil well pipes can be obtained.

$$PLM = T (20 + \log t) \quad (1)$$

T : 溶戻し温度 (°K)、
t : 保持時間 (hr)、

⑫公開特許公報 (A) 昭61-270355

⑬Int.Cl.4

C 22 C 38/50
C 21 D 6/00
C 22 C 38/54

識別記号

庁内整理番号

⑬公開 昭和61年(1986)11月29日

7147-4K
7730-4K

審査請求 未請求 発明の数 16 (全18頁)

⑭発明の名称 耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼

⑬特願 昭60-111752

⑬出願 昭60(1985)5月24日

⑭発明者 津村 輝隆 尼崎市西長洲本通1丁目3番地 住友金属工業株式会社中央技術研究所内

⑭発明者 岡田 康孝 尼崎市西長洲本通1丁目3番地 住友金属工業株式会社中央技術研究所内

⑭出願人 住友金属工業株式会社 大阪市東区北浜5丁目15番地

⑭代理人 弁理士 新居 正彦

明細書

1. 発明の名称 耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で、

C : 0.15~0.45%、

Si : 1.50%以下、

Mn : 0.01~1.50%、

Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、

Cr : 0.50~2.00%、

MoまたはWのいずれか一方または双方：

Mo + 1/2 W で 0.30~1.50%、

V : 0.01~0.20%、

Nb : 0.005~0.20%、

Zr : 0.01~0.15%、

Al : 0.01~0.10%

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、
 Ac_1 点以上に加熱後焼入れされ、その後580℃以上
 で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度が A S

TMNoで8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(2) 重量%で、

C : 0.15~0.45%、

Si : 1.50%以下、

Mn : 0.01~1.50%、

Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、

Cr : 0.50~2.00%、

MoまたはWのいずれか一方または双方：

Mo + 1/2 W で 0.30~1.50%、

V : 0.01~0.20%、

Nb : 0.005~0.20%、

Zr : 0.01~0.15%、

Al : 0.01~0.10%、

Cu : 1.5%以下

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、

Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後580℃以上で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度がASTM No.で8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(3) 重量 % で、

C : 0.15~0.45%、

Si : 1.50% 以下、

Mn : 0.01~1.50%、

Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、

Cr : 0.50~2.00%、

Mo または W のいずれか一方または双方 :

Mo + 1/2 W で 0.30~1.50%、

V : 0.01~0.20%、

Nb : 0.005~0.20%、

Zr : 0.01~0.15%、

V : 0.01~0.20%、

Nb : 0.005~0.20%、

Zr : 0.01~0.15%、

Al : 0.01~0.10%、

B : 0.0003~0.0050%

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、 Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後580℃以上で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度がASTM No.で8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(5) 重量 % で、

C : 0.15~0.45%、

Si : 1.50% 以下、

Mn : 0.01~1.50%、

Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、

Al : 0.01~0.10%、

Ti : 0.01~0.10%、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、 Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後580℃以上で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度がASTM No.で8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(4) 重量 % で、

C : 0.15~0.45%、

Si : 1.50% 以下、

Mn : 0.01~1.50%、

Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、

Cr : 0.50~2.00%、

Mo または W のいずれか一方または双方 :

Mo + 1/2 W で 0.30~1.50%、

Cr : 0.50~2.00%、

Mo または W のいずれか一方または双方 :

Mo + 1/2 W で 0.30~1.50%、

V : 0.01~0.20%、

Nb : 0.005~0.20%、

Zr : 0.01~0.15%、

Al : 0.01~0.10%、

Ca : 0.001~0.030%

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、 Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後580℃以上で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度がASTM No.で8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(6) 重量 % で、

C : 0.15~0.45%、

Si : 1.50% 以下、
 Mn : 0.01~1.50%、
 Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、
 Cr : 0.50~2.00%、
 MoまたはWのいずれか一方または双方：
 Mo + 1/2 W で 0.30~1.50%、
 V : 0.01~0.20%、
 Nb : 0.005~0.20%、
 Zr : 0.01~0.15%、
 Al : 0.01~0.10%
 Cu : 1.5% 以下、
 Ti : 0.01~0.10%、
 を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、
 Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後580°C以上
 で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度が A S
 T M Na で 8.5 以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度
 鋼。
 但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、
 t : 保持時間 (hr)、
 (7) 重量 % で、
 C : 0.15~0.45%、
 Si : 1.50% 以下、
 Mn : 0.01~1.50%、
 Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、
 Cr : 0.50~2.00%、
 MoまたはWのいずれか一方または双方：
 Mo + 1/2 W で 0.30~1.50%、
 V : 0.01~0.20%、
 Nb : 0.005~0.20%、
 Zr : 0.01~0.15%、
 Al : 0.01~0.10%
 Cu : 1.5% 以下、
 B : 0.0003~0.0050%、
 を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、
 Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後 580°C 以上
 で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度が A

S T M Na で 8.5 以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度
 鋼。
 但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、
 t : 保持時間 (hr)、

(8) 重量 % で、
 C : 0.15~0.45%、
 Si : 1.50% 以下、
 Mn : 0.01~1.50%、
 Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、
 Cr : 0.50~2.00%、
 MoまたはWのいずれか一方または双方：
 Mo + 1/2 W で 0.30~1.50%、
 V : 0.01~0.20%、
 Nb : 0.005~0.20%、
 Zr : 0.01~0.15%、
 Al : 0.01~0.10%
 Cu : 1.5% 以下、
 Ca : 0.001 ~ 0.030%、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、
 Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後 580°C 以上
 で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度が A
 S T M Na で 8.5 以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度
 鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、
 t : 保持時間 (hr)、

(9) 重量 % で、
 C : 0.15~0.45%、
 Si : 1.50% 以下、
 Mn : 0.01~1.50%、
 Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、
 Cr : 0.50~2.00%、
 MoまたはWのいずれか一方または双方：
 Mo + 1/2 W で 0.30~1.50%、
 V : 0.01~0.20%、
 Nb : 0.005~0.20%、

Zr : 0.01~0.15 %、

Al : 0.01~0.10 %

Cu : 1.5 %以下、

Ti : 0.01~0.10 %、

B : 0.0003~0.0050 %、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、
 A_{C_1} 点以上に加熱後焼入れされ、その後580°C以上
 で且つ A_{C_1} 点以下の温度で $P_{LX} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす
 条件で焼戻された、オーステナイト粒度がAS
 TMNoで8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度
 鋼。

但し、

$$P_{LX} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(10) 重量%で、

C : 0.15~0.45 %、

Si : 1.50 %以下、

Mn : 0.01~1.50 %、

Ni : 0.10 %~4.00 % (ただし、0.10%を含まず)、

Cr : 0.50~2.00 %、

MoまたはWのいずれか一方または双方：

Mo + 1/2 W で 0.30~1.50 %、

V : 0.01~0.20 %、

Nb : 0.005~0.20 %、

Zr : 0.01~0.15 %、

Al : 0.01~0.10 %

Cu : 1.5 %以下、

Ti : 0.01~0.10 %、

Ca : 0.001~0.030 %、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、
 A_{C_1} 点以上に加熱後焼入れされ、その後580°C以上
 で且つ A_{C_1} 点以下の温度で $P_{LX} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす
 条件で焼戻された、オーステナイト粒度がAS
 TMNoで8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度
 鋼。

但し、

$$P_{LX} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(11) 重量%で、

C : 0.15~0.45 %、

Si : 1.50 %以下、

Mn : 0.01~1.50 %、

Ni : 0.10 %~4.00 % (ただし、0.10%を含まず)、

Cr : 0.50~2.00 %、

MoまたはWのいずれか一方または双方：

Mo + 1/2 W で 0.30~1.50 %、

V : 0.01~0.20 %、

Nb : 0.005~0.20 %、

Zr : 0.01~0.15 %、

Al : 0.01~0.10 %

Cu : 1.5 %以下、

B : 0.0003~0.0050 %、

Ca : 0.001~0.030 %、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、
 A_{C_1} 点以上に加熱後焼入れされ、その後580°C以上
 で且つ A_{C_1} 点以下の温度で $P_{LX} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす
 条件で焼戻された、オーステナイト粒度がAS
 TMNoで8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度
 鋼。

但し、

$$P_{LX} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(12) 重量%で、

C : 0.15~0.45 %、

Si : 1.50 %以下、

Mn : 0.01~1.50 %、

Ni : 0.10 %~4.00 % (ただし、0.10%を含まず)、

Cr : 0.50~2.00 %、

MoまたはWのいずれか一方または双方：

Mo + 1/2 W で 0.30~1.50 %、

V : 0.01~0.20 %、

Nb : 0.005~0.20 %、

Zr : 0.01~0.15 %、

Al : 0.01~0.10 %

Ti : 0.01~0.10 %、

B : 0.0003~0.0050 %、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、

Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後580℃以上で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度がAS TMNaで8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(13) 重量%で、

C : 0.15~0.45%、

Si : 1.50%以下、

Mn : 0.01~1.50%、

Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、

Cr : 0.50~2.00%、

MoまたはWのいずれか一方または双方：

Mo + 1/2 Wで0.30~1.50%、

V : 0.01~0.20%、

Nb : 0.005~0.20%、

Zr : 0.01~0.15%、

Al : 0.01~0.10%、

Ti : 0.01~0.10%、

Ca : 0.001~0.030%、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、 Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後580℃以上で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度がAS TMNaで8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(14) 重量%で、

C : 0.15~0.45%、

Si : 1.50%以下、

Mn : 0.01~1.50%、

Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、

Cr : 0.50~2.00%、

MoまたはWのいずれか一方または双方：

Si : 1.50%以下、

Mn : 0.01~1.50%、

Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10%を含まず)、

Cr : 0.50~2.00%、

MoまたはWのいずれか一方または双方：

Mo + 1/2 Wで0.30~1.50%、

V : 0.01~0.20%、

Nb : 0.005~0.20%、

Zr : 0.01~0.15%、

Al : 0.01~0.10%、

B : 0.0003~0.0050%、

Ca : 0.001~0.030%、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、 Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後580℃以上で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度がAS TMNaで8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(15) 重量%で、

C : 0.15~0.45%、

Ac_3 点以上に加熱後焼入れされ、その後580℃以上で且つ Ac_1 点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度がAS TMNaで8.5以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K)、

t : 保持時間 (hr)、

(15) 重量%で、

C : 0.15~0.45%、

T : 焼戻し温度 (°K) 、

t : 保持時間 (hr) 、

(16) 成分元素として、

C : 0.15~0.45% 、

Si : 1.50% 以下、

Mn : 0.01~1.50% 、

Ni : 0.10%~4.00% (ただし、0.10% を含まず) 、

Cr : 0.50~2.00% 、

MoまたはWのいずれか一方または双方 :

Mo + 1/2 W で 0.30~1.50% 、

V : 0.01~0.20% 、

Nb : 0.005~0.20% 、

Zr : 0.01~0.15% 、

Al : 0.01~0.10% 、

Cu : 1.5% 以下、

Ti : 0.01~0.10% 、

B : 0.0003~0.0050% 、

Ca : 0.001~0.030% 、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、

Ac₃点以上に加熱後焼入れされ、その後580°C以上で且つAc₁点以下の温度で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を満たす条件で焼戻された、オーステナイト粒度が A S T M No で 8.5 以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼。

但し、

$$P_{Lx} = T (20 + \log t)$$

T : 焼戻し温度 (°K) 、

t : 保持時間 (hr) 、

3. 発明の詳細な説明

産業上の利用分野

本発明は、150ksi (105.5kgf/mm²) を越える降伏強さ (0.2% 耐力) を有しあつ耐遅れ破壊性に優れ、油井管等の用途に好適な高強度鋼に関するものである。

従来の技術

近年、長期的展望に立ったエネルギー確保の必要性が各方面から叫ばれるようになってきたことに呼応して、世界の各地に於いて新たな油田やガ

ス田の開発が盛んに行なわれるようになって来ており、従来は放置されていた地表深層部のような苛酷な環境の石油や天然ガスにまで開発の目が向けられるようになるなど、エネルギー採取にもこれまで以上に高度な技術が必要となってきた。

例えば最近では、深さが 15000 フィート以上という極めて深い場所や、深さ 1 フィート当たり 0.5psi (0.3515kgf/mm²) 以上の圧力増加が見込まれるところの、所謂“標準状態”よりも高い地圧を持つ地層にも、石油や天然ガス採取用の井戸を掘ることが多くなってきている。このような環境下で安定した作業を行なうには、V-150 クラス以上 [S M Y S (Specified Minimum Yield Strength、規格最小降伏強さ) が 150ksi (105.5 kgf/mm²) 以上] の極めて高い強度を有する油井管が必要であるとされ、その安定供給に対する要望がとみに高まって来ているのが現状である。

しかし、従来から油井管として使用されている低合金鋼では、V-150 クラス以上の高強度を有するようなものになると、オーステナイト粒界が

脆化することにも起因して降伏点以下の静荷重でも破壊に至るという“遅れ破壊”的危険を内在するようになるものであった。また一般に油田では井戸が古くなって自噴しなくなって来ると、2 次回収と称して、水圧やガス圧をかけたり酸を添加 (Acidizing) して汲み上げ効率を向上しているが、このように酸の添加を行なう場合や、酸性環境下の油田においては、低合金鋼では従来は水素の影響によって遅れ破壊の危険性が大きくなるという問題があった。

一方、18Ni-5Mo-7.5Co 系等のマルエージング鋼やオーステナイト系の高合金や高合金鋼は、通常の低合金鋼よりも耐遅れ破壊性に優れていることが知られている。しかしながら、マルエージング鋼は、Co を含有しているのでコストが高く、低温靭性が良くない等の問題がある。他方、オーステナイト系の高合金や高合金鋼には、強度を得るために大きな加工量で冷間加工を施さねばならず非能率的であり、Ni や Cr 等の含有量が高いので、コスト高となるといった問題があつて、いずれも

单なる高強度油井管用として用いられることはなく、特に経済性の点から一部の極く限られた環境下で実用に供されているにすぎないものであった。

一方、特開昭58-61219号及び特開昭58-84960号に耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼が開示されている。しかしながら、特開昭58-61219号に記載の鋼では、専らP及びNを低減して結晶粒界の清浄化の効果を追求するのみであり、更にオーステナイト粒度が大きいために、上記した苛酷な環境で十分な耐遅れ破壊性を発揮することができない。

他方、特開昭58-84960号に記載の鋼も、専らLaによるPの偏析抑制とCaによる硫化物形態の制御の効果を追求するのみで、この公開公報に記載の鋼も上記した苛酷な環境で十分な耐遅れ破壊性を発揮することができない。

本発明の解決しようとする問題点

本発明は、上述の如き従来技術の問題点に鑑み、150ksi(105.5kgf/mm²)を越える降伏強さを有するとともに、耐遅れ破壊性が従来の低合金鋼を用いたものよりも一段と優れ、且つ18Niマルエージン

グ鋼やオーステナイト系の高合金や高合金鋼よりもはるかに廉価な、油井管としての用途に好適な高強度鋼を提供することを目的とする。

問題点を解決するための手段

本発明者等は、上述の目的を達成するため、鋼材の化学成分、熱処理をはじめとする製造条件、それによって得られる組織と特性との関係について詳細な研究を重ねた結果、以下(a)～(e)に示すような知見を得るに至った。即ち、

(a) 遅れ破壊は、静荷重下におかれた鋼が或る時間を経過後、突然に脆性的な破断を呈する現象であり、外部環境から鋼中に侵入した水素や、メッキ等によって侵入した鋼中水素等により発生する一種の水素脆性とされているものであるが、鋼のオーステナイト粒度をASTM No.で8.5以上の細粒に調整して焼入れし、マルテンサイトあるいは低温ベイナイトの組織を得て焼戻し処理すれば、遅れ破壊の発生が抑制されることが判った。

(b) 鋼中の炭化物は水素の集積場所となり、従っ

ksi(105.5kgf/mm²)を越す高強度が安定して得られ、耐遅れ破壊性にも優れていることが判った。

(c) オーステナイト粒の微細化は降伏比(降伏強さ/引張強さ)を上昇させ、従って、同じ降伏強さに対し引張強さを抑えることができるという点からも耐遅れ破壊性改善に有効であることが判った。

本発明は上記知見に基づいてなされたものであって、

C : 0.15～0.45%、

Si : 1.50%以下、

Mn : 0.01～1.50%、

Ni : 0.10%～4.00% (ただし、0.10%を含まない)、

Cr : 0.50～2.00%、

MoまたはWのいずれか一方または双方：

Mo + 1/2 Wで0.30～1.50%、

V : 0.01～0.20%、

Nb : 0.005～0.20%、

Zr : 0.01～0.15%、

てこの炭化物が針状、棒状等切欠欠陥形状を呈したり、粗大に凝集したりする場合には、そこが起点となって遅れ破壊が発生しやすいが、鋼中にZrを含有せしめると炭化物が球状微細に分散されて耐遅れ破壊性が著しく改善されることが判った。

(c) 焼入れした鋼を580℃以上でAc₁点以下の高温で $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ [但し $P_{Lx} = T(20 + \log t)$ で、T : 焼戻し温度(°K)、t : 保持時間(hr)] の条件で焼戻しすれば、炭化物の球状化がなされ、遅れ破壊の発生が抑制されることが判った。

(d) C : 0.15～0.45%、Si : 1.50%以下、Mn : 0.01～1.50%を含む鋼に、合金成分として、Ni : 0.10%～4.00% (ただし、0.10%を含まず)、Cr : 0.50～2.00%、Mo + 1/2 W : 0.30～1.50%、V : 0.01～0.20%、Nb : 0.005～0.20%を含有させれば、Ac₃点以上に加熱して焼入れの後、580℃以上でAc₁点以下の温度で且つ上記 P_{Lx} 値が $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ の条件で焼戻し処理しても、オーステナイト粒度のASTM No.が8.5以上であれば、降伏強さで150

Al : 0.01~0.10 %、
を含有し、必要に応じてさらに、
第1区分 : Cu : 1.5 %以下
第2区分 : Ti : 0.01~0.10 %
第3区分 : B : 0.0003~0.0050 %
第4区分 : Ca : 0.001~0.030 %
の1種以上を含み、残部がFe及び不可避不純物か
らなり、 Ac_1 点以上に加熱後焼入れされ、その後
580°C以上で Ac_1 点以下の温度で且つ $P_{\text{ex}} \geq 16.8 \times 10^3$ [但し $P_{\text{ex}} = T(20 + \log t)$ で、T: 焼戻し温
度(°K)、t: 保持時間(hr)]を満たす条件で焼
戻された、オーステナイト粒度がASTM Noで8.5
以上の耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼を提供する
点に特徴を有するものである。

作用

次に本発明において、鋼の成分組成及び熱処理
と粒度を上記の通りに限定した理由を説明する。

(1) 成分組成の限定理由

C : Cは鋼の焼入性增加、強度増加に加えて
細粒化のためにも有効な成分であるが、0.15%未

満では強度低下及び焼入性劣化をきたし、従って
所望強度に対して、炭化物球状化のための高温で
の焼戻し処理が行なえず、又所望の細粒鋼を得難
くなり、遅れ破壊感受性が大きくなる。

一方、0.45%を越えてCを含有すると、焼入れ
時の焼割れ感受性が増加し、また韌性劣化をも招
くことからC含有量を0.15~0.45%と定めた。

Si : Siは鋼の脱酸及び強度を高めるのに必要
な元素であるほか、変態点を上げて高温焼戻しが
安定して行なえるようにするためにも有効である。
しかしながら、Siの含有量が1.50%を越えると韌
性の劣化が著しくなり、又低pH環境では耐遅れ
破壊性を劣化させることとなるので、その上限を
1.50%とした。

なお、オーステナイト粒を可及的に小さくして、
耐遅れ破壊性を一層向上させるためにはSi含有量
を0.80%以下とすることが好ましく、更に低pH環
境下での耐遅れ破壊性をより一層向上させるため
には、(Si+Mn)の値を0.80%以下とすることが
好ましい。

Mn : Mnは脱酸、脱硫のほか焼入性の向上に有
効な元素であるが、多量に含有させると鋼の加工
性や耐遅れ破壊性を劣化するようになることから、
その上限を1.50%とした。低合金鋼の場合、低pH
環境下での遅れ破壊感受性低減のためには(Si+
Mn)の値を0.80%以下に低減することが有効であるが、Mn含有量を0.01%未満とすることは鋼の製
造上極めて困難であり、コストアップを招くこと
から、Mnの含有量を0.01~1.50%とした。安定し
た細粒鋼を得るには0.10%以上の添加が好ましい。

Ni : Niは鋼の強度を増大させる効果のほか、
更に韌性を向上させる効果を有する元素であるが、
0.10%以下ではそれらの効果が得られない。

一方、Niは高価であることに加えて、その多量
添加は変態点を大幅に低下させるため高温焼戻し
による耐遅れ破壊性向上を指向した本発明の効果
を阻害することとなる。従って、Niの含有範囲の
上限を1.00%として、含有量を0.10%~4.00%
(ただし、0.10%を含まず)とした。

Cr : Crは鋼の焼入性、強度及び焼戻し軟化抵
抗性を増大させる作用があり、高温焼戻し処理して
高強度鋼を得るのに有効な元素であるが、その含有量が0.5%未満では前記作用に所望の効果を得
ることができず、一方、2.00%を超えて含有させると韌性の劣化及び焼割れ感受性の増大を来す
ことから0.50~2.00%とした。

Mo、W : MoとWはいずれも鋼の焼入性、強度、
韌性、耐食性および焼戻し軟化抵抗性を増大させ、
高温焼戻し処理を可能にして耐遅れ破壊性を向上
させる効果を有するので、MoまたはWのいずれか
一方または双方を含有することとした。

MoとWの含有量に関して(Mo+1/2W)で規定する
のは、WがMoに対して原子量が約2倍で、上記
した効果の点ではMoの約半分となるからである。

(Mo+1/2W)の値が0.30%未満では上記作用に
所望の効果が得られず、他方この値が1.50%を越
えるとそれらの添加効果が飽和してしまい、より
一層の強度上昇効果を得ることができず、実質的に
不必要な量のMo及びWの含有となつてコスト上

昇を招くので、Moおよび/またはWの含有量を、
(Mo + 1/2 W) の値で0.30~1.50%とした。

V : Vは鋼の強度上昇、焼戻し軟化抵抗の付与と細粒化に有効な元素であり、高温焼戻し処理を可能にして耐遅れ破壊性を向上させるのに有効であるが、0.01%未満では前記効果が得られず、一方、0.20%を越える多量のVの添加をすると韌性の劣化を招くこととなるので0.01~0.20%とした。

Nb : Nbは鋼の強度、韌性の向上と焼戻し軟化抵抗の付与、細粒化に対して効果を有し、耐遅れ破壊性の向上に対しても効果があるが、0.005%未満ではその効果が十分でなく、一方、0.20%を越えて含有させても前記効果が飽和してしまい、また韌性の劣化をも招くこととなるので、0.005~0.20%とした。

Zr : Zrは本発明において重要な元素であって鋼中に炭化物を球状微細に分散させて耐遅れ破壊性を著しく改善させる効果を有するが、0.01%未満ではその効果が小さく、一方0.15%を超えると

韌性劣化をきたすので0.01~0.15%とした。

Al : Alは鋼の脱酸の安定化、均質化および細粒化を図るのに有効であるが、0.01%未満では所望の効果を得ることができず、他方、0.10%を越えて含有させてもその効果は飽和してしまい、また介在物の増大により疵が発生し、韌性も劣化するので0.01~0.10%とした。

Cu : Cuは強度を増強させる効果のほか、更に耐食性を向上させる効果を有する元素である。Cuを1.5%を越えて含有すると熱間加工性が劣化するので含有範囲の上限を1.5%とした。更に、Cuを0.5%以上添加するときには同量以上のNiを添加して熱間脆性を防止することが好ましい。

Ti : Tiは鋼の強度上昇と微細化に有効な元素であるが、0.01%未満では前記効果が得られず、一方0.10%を越えて添加すると韌性の劣化を招くこととなるので、0.01~0.10%の範囲とした。

B : Bは焼入性を向上させ、これを通じて強

度、韌性、耐遅れ破壊特性を向上させるのに有効である。しかし乍らB量が0.0003%未満ではその添加効果が得難く、又、0.0050%を越えて含有させても添加効果が飽和してそれ以上の特性向上効果が期待できず、逆に韌性の劣化や耐遅れ破壊性の劣化を招く場合も生ずるので、Bの含有量を0.0003~0.0050%とした。

Ca : Caは鋼中介在物を球状化して、特に高強度鋼において、圧延方向と直角方向の韌性を向上させるのに有効であるが、0.001%未満ではその効果が得られず、他方、0.030%を越えると、その効果が飽和するのみならず、却ってその酸化物等の非金属介在物が増加して、鋼の清浄性が低下し、遅れ破壊感受性を高めることとなる。従って、Caの含有量範囲を0.001~0.030%とした。

(2) 热処理と粒度の限定理由

従来、降伏強さが150ksi(105.5kgf/mm²)を越える低合金鋼製の高強度油井管は、熱延鋼管をAc₃点以上に再加熱した後焼入れするか、或いは熱間

で製管した後Ar₃点以上の温度から直接に焼入れし、その後Ac₁点以下の温度で焼戻すことにより製造している。しかしながら、直接焼入れした鋼管ではオーステナイト粒が粗大であり(ASTM No.7程度以下)遅れ破壊に対する感受性が極めて大きい。一方、再加熱焼入れしたものの場合は、遅れ破壊特性はオーステナイト粒度と焼戻し温度によって大きく変化することが本発明者等の研究により明らかとなつた。

即ち、本発明者等は、C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo、W、V、Nb、Zr、Alの含有量が本発明の範囲内にある種々の鋼を用い、熱処理、加工熱処理、冷間加工と熱処理の組合せ等種々の手段を用いてオーステナイト粒度を変化させ、これを450~650℃で30分焼戻し処理した。夫々の鋼板から平行部8.5mmの丸棒引張試験片を採取して引張試験を行ない、170ksi(119.5kgf/mm²)近傍の降伏強さ(0.2%耐力)を有すると確認されたもののみについて遅れ破壊特性を調査した。

遅れ破壊特性は、第1図(a)に全体の斜視図を、

第1図(b)にUノッチ部の詳細を示した試験片を1つの焼戻し処理鋼板から5本ずつ切り出し、このUノッチ部にくさびを挿入した後80℃の温水中に5000時間浸漬して、割れ発生の有無を調べて調査し、その結果を第2図に示した。第2図において、○は5本の試験片のすべてに割れの発生が認められないことを示し、×は5本の試験片のいずれか又は全部に割れ発生が認められたことを示す。

第2図に示すように、オーステナイト粒度がASTM No. 8.5未満の場合には焼戻し温度を高くしても割れが発生し、一方、焼戻し温度が580℃未満の場合はオーステナイト粒度をASTM No. 8.5以上の微細粒としても割れが発生することが判った。従って、本発明ではオーステナイト粒度をASTM No. 8.5以上に調整して焼入れし、且つ焼戻しを580℃以上で行なった鋼に制限する。

次に、焼入れの加熱温度をAc₃点以上としたのは均一なオーステナイト組織から焼入れするためである。なお、焼入れのための加熱温度の上限はオーステナイト粒粗大化開始温度以下とするのが

イト粒度をASTM No. 10.5に調整して焼入れし、これを600℃に加熱し保持時間をそれぞれ5分、10分、15分、30分として焼戻しを行ない、焼戻し後の鋼片について上記と同様な遅れ破壊試験を行なった。この実験結果より、5分及び10分の焼戻し処理をしたものには夫々2/5、1/5の割合で、割れが認められた。しかし15分、30分の焼戻しを行なったものには割れは認められなかった。

600℃で10分の焼戻しについては、

$$P_{Lx} = 16.78 \times 10^3$$

又 600℃で15分の焼戻しについては、

$$P_{Lx} = 16.93 \times 10^3$$

である。

従って、本発明では $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ なる条件を設けた。なお、この条件は焼戻し温度が580℃では30分以上の焼戻しが必要なことを示すものである。すなわち、上述したように580℃以上で、且つ $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ のときに炭化物がよく球状化されて遅れ破壊感受性が低減されることを上記実験で確認した。

好ましく、上述したように最終焼入れ処理でASTM No. 8.5以上の細粒オーステナイト粒が得られるようにする必要がある。

本発明はオーステナイト粒度をASTM No. 8.5以上に調整することを特徴の1つとするものであるが、オーステナイト粒度をASTM No. 8.5以上に調整するには、例えばつきのような方法がある。
 ① 直接焼入れせずに、Ac₃点 + 150℃程度以下に炉加熱で再加熱して焼入れし、或いは急速加熱焼入れをする。

② 2回以上の焼入れ処理を行なうと冷間加工後に焼入れ処理を施す。直接焼入れしたものはこの2回以上の焼入れ（炉加熱でも急速加熱でもよい）で細粒になるし、又冷間加工を施す場合は焼入れままのものについてでも、焼戻ししたものについてでもよく、これを再度焼入れすれば細粒になる。

次に、本発明者等は、0.28%C - 0.45%Si - 0.25%Mn - 1.37%Ni - 0.94%Cr - 0.56%Mo - 0.04%V - 0.044%Nb - 0.045%Zr - 0.043%Al (Ac₁点: 740℃、Ac₃点: 840℃) の組成を有する鋼を用いて、オーステナ

一方、上記鋼を545℃で4時間焼戻し処理したもの ($P_{Lx} = 16.9 \times 10^3$) について前記の遅れ破壊試験をしたところ、2/5の割合で割れが発生していた。このことからも、焼戻しに関しては、580℃以上且つ $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ のいずれか一方の条件が欠けても耐遅れ破壊性向上に好ましくないことが明らかである。

従って、本発明の方法では、580℃以上であり且つ $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ を焼戻しの条件として規定したものである。

又、この場合焼戻し温度がAc₁点を超えると鋼材強度が大幅に変動するのみならず、遅れ破壊感受性が大きくなるので焼戻し温度はAc₁点以下と定めた。

次に、本発明を実施例により比較例と対比しながら説明する。なお、これらの実施例は本発明の効果を示す単なる例示であって、本発明の技術的範囲を何等制限するものでないことは勿論である。

実施例1

まず、第1表に示す化学成分組成の鋼1~25を

溶製した。次いで、これらの鋼を加熱・圧延し、
第2表に示す条件にて焼入れ、焼戻しを行なった。
焼戻し前のものについてオーステナイト粒度 (A
S T M No.) を測定し、焼戻し後のものについて引
張試験と遅れ破壊試験を行なった。

引張試験は、平行部 8.5mm ϕ の丸棒試験片を用
いて行ない、遅れ破壊試験は次の条件にて実施し
た。即ち、各鋼種の鋼材から、第1図に示す試験
片を5本ずつ切り出した。第1図(a)はUノッチ付
き試験片の全体形状を示し、第1図(b)は試験片の
Uノッチの詳細を示す。このUノッチにくさびを
静的に挿入した後、80°Cの温水中に5000時間浸漬
して割れ発生の有無を調べた。

得られた試験結果も併せて第2表に示す。

第1表 (1)

| 鋼種 | 化 学 成 分 (重量%) | | | | | | | | | | | | | | | Ac ₁ 点 (°C) | Ac ₃ 点 (°C) | | |
|----|---------------|------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|------|------|--------|-------|------------------------|------------------------|-----|-----|
| | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | W | V | Nb | Zr | Al | Cu | Ti | B | Ca | Mo + 1/2W | Fe + 不純物 | | |
| 1 | 0.28 | 0.29 | 0.40 | 1.01 | 0.98 | 0.78 | — | 0.04 | 0.029 | 0.044 | 0.039 | — | — | — | — | 0.78 | 残 | 745 | 845 |
| 2 | 0.41 | 0.31 | 0.12 | 0.86 | 0.93 | 0.66 | — | 0.05 | 0.038 | 0.027 | 0.042 | — | — | — | — | 0.66 | 〃 | 750 | 820 |
| 木 | 0.18 | 0.51 | 1.02 | 0.95 | 0.97 | 0.37 | 0.22 | 0.11 | 0.020 | 0.038 | 0.059 | 0.46 | — | — | — | 0.48 | 〃 | 735 | 845 |
| 発 | 0.23 | 0.29 | 0.98 | 3.13 | 1.05 | 0.33 | — | 0.14 | 0.010 | 0.014 | 0.036 | — | 0.03 | — | — | 0.33 | 〃 | 695 | 790 |
| 明 | 0.29 | 0.30 | 0.97 | 0.75 | 0.93 | 0.90 | — | 0.07 | 0.008 | 0.051 | 0.041 | — | — | 0.0012 | — | 0.90 | 〃 | 735 | 845 |
| 対 | 0.30 | 0.27 | 1.01 | 0.97 | 1.16 | 0.95 | — | 0.02 | 0.011 | 0.044 | 0.056 | — | — | — | 0.004 | 0.95 | 〃 | 730 | 840 |
| 像 | 0.28 | 0.26 | 0.20 | 0.42 | 1.00 | 0.69 | — | 0.06 | 0.026 | 0.040 | 0.040 | 0.26 | 0.02 | — | — | 0.69 | 〃 | 755 | 845 |
| 鋼 | 0.40 | 0.30 | 0.07 | 0.55 | 0.54 | — | 0.72 | 0.07 | 0.052 | 0.039 | 0.037 | 0.38 | — | 0.0010 | — | 0.36 | 〃 | 750 | 810 |
| 9 | 0.27 | 0.32 | 0.48 | 0.93 | 0.98 | 0.61 | — | 0.06 | 0.033 | 0.13 | 0.027 | 0.25 | — | — | 0.004 | 0.61 | 〃 | 750 | 835 |
| 10 | 0.26 | 0.08 | 0.35 | 1.06 | 0.85 | 0.58 | 0.22 | 0.04 | 0.14 | 0.045 | 0.044 | 0.37 | 0.01 | 0.0008 | — | 0.69 | 〃 | 735 | 825 |
| 11 | 0.18 | 0.33 | 0.73 | 1.48 | 0.86 | 0.46 | — | 0.03 | 0.021 | 0.041 | 0.039 | 1.25 | 0.03 | — | 0.003 | 0.46 | 〃 | 720 | 810 |
| 12 | 0.31 | 1.11 | 0.92 | 1.11 | 1.03 | 0.36 | 0.18 | 0.03 | 0.029 | 0.043 | 0.040 | 0.28 | — | 0.0016 | 0.003 | 0.45 | 〃 | 755 | 860 |
| 13 | 0.21 | 0.44 | 1.06 | 0.69 | 0.93 | 0.16 | 0.88 | 0.08 | 0.030 | 0.038 | 0.048 | — | 0.01 | 0.0009 | — | 0.60 | 〃 | 735 | 855 |
| 14 | 0.32 | 1.03 | 1.04 | 1.63 | 1.05 | 0.34 | 0.26 | 0.03 | 0.022 | 0.041 | 0.051 | — | 0.02 | — | 0.003 | 0.47 | 〃 | 740 | 840 |
| 15 | 0.17 | 0.44 | 1.25 | 1.05 | 1.78 | — | 0.82 | 0.06 | 0.036 | 0.032 | 0.043 | — | 0.02 | 0.0006 | 0.003 | 0.41 | 〃 | 735 | 845 |
| 16 | 0.25 | 0.36 | 0.16 | 0.82 | 0.64 | 0.96 | 0.40 | 0.02 | 0.009 | 0.043 | 0.060 | — | — | 0.0010 | 0.002 | 1.16 | 〃 | 755 | 875 |
| 17 | 0.28 | 0.28 | 0.27 | 0.40 | 0.61 | 1.00 | 0.18 | 0.02 | 0.014 | 0.019 | 0.039 | 0.27 | 0.02 | 0.0011 | 0.002 | 1.09 | 〃 | 750 | 865 |
| 18 | 0.25 | 0.39 | 0.57 | 0.85 | 1.37 | 0.25 | 0.32 | 0.05 | 0.038 | 0.022 | 0.036 | 0.38 | — | — | — | 0.41 | 〃 | 750 | 830 |
| 19 | 0.20 | 0.37 | 0.89 | 0.70 | 0.88 | 0.50 | 0.24 | 0.12 | 0.068 | 0.016 | 0.040 | — | 0.02 | — | 0.003 | 0.62 | 〃 | 740 | 855 |
| 20 | 0.27 | 0.38 | 0.29 | 0.35 | 0.65 | 0.70 | 0.30 | 0.06 | 0.016 | 0.040 | 0.040 | 0.18 | — | 0.0011 | 0.002 | 0.85 | 〃 | 755 | 865 |

第1表(2)

| 鋼種 | 化 学 成 分 (重 量 %) | | | | | | | | | | | | | | | A_{C1} 点 (°C) | A_{C2} 点 (°C) | | | |
|-------------|-----------------|------|------|------|------|------|------|----|------|-------|-------|-------|------|--------|--------|---------------------|-----------------|-----|-----|-----|
| | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | W | V | Nb | Zr | Al | Cu | Ti | B | Ca | $Mo + \frac{1}{2}W$ | Fe + 不純物 | | | |
| 比 較 鋼 | 21 | 0.12 | 0.30 | 0.52 | —* | 0.78 | 0.50 | — | —* | 0.010 | —* | 0.019 | — | — | 0.0028 | — | 0.50 | “ | 755 | 880 |
| | 22 | 0.26 | 0.20 | 1.26 | 0.17 | 0.12 | 0.05 | —* | —* | —* | 0.015 | 0.038 | 0.17 | 0.02 | 0.0018 | — | 0.05* | “ | 715 | 815 |
| | 23 | 0.28 | 0.31 | 1.88 | 0.27 | 0.55 | —* | —* | 0.02 | —* | 0.044 | 0.032 | 0.15 | — | 0.0073 | — | —* | “ | 710 | 805 |
| | 24 | 0.27 | 0.30 | 0.35 | 0.33 | 1.00 | 0.23 | —* | 0.06 | —* | —* | 0.002 | — | 0.02 | — | — | 0.23* | “ | 755 | 840 |
| | 25 | 0.26 | 0.54 | 1.10 | 0.27 | 0.89 | 0.36 | — | —* | —* | 0.049 | — | — | 0.0021 | — | 0.36 | “ | 745 | 850 | |

*印は本発明の対象外の鋼成分であることを示す。

第2表(1)

| 鋼種 | 焼入れ条件※1 | 焼戻し条件※2 | $P_{LW} \times 10^{-3}$ ※3 | オーバーハート 粒度 ASTM No. | 降伏強さ (0.2%耐力) kgf/mm ² | 割れ 発生率 |
|-----------------------|--|------------------|-------------------------------|---------------------------|---|-----------|
| 本 発 明 対 象 | 1 915°C × 30分 W.O. | 630°C × 45分 A.C. | 17.9 | 8.7 | 120.9 | 0/5 |
| | 920°C × 30分 W.O. + 920°C × 30分 W.O. | 630°C × 60分 A.C. | 18.1 | 10.8 | 124.2 | 0/5 |
| | 2 900°C × 40分 O.O. | 675°C × 30分 A.C. | 18.7 | 9.0 | 113.2 | 0/5 |
| | 920°C × 30分 O.O. + 920°C × 30分 O.O. | 650°C × 60分 O.C. | 18.5 | 11.0 | 119.8 | 0/5 |
| | 3 900°C × 30分 O.O. | 600°C × 60分 W.C. | 17.5 | 9.0 | 117.9 | 0/5 |
| | 4 900°C × 30分 O.O. | 600°C × 60分 O.C. | 17.5 | 9.4 | 114.8 | 0/5 |
| | 5 925°C × 30分 W.O. | 600°C × 60分 A.C. | 17.5 | 9.3 | 121.0 | 0/5 |
| | 6 900°C × 60分 W.O. | 610°C × 45分 A.C. | 17.5 | 9.5 | 119.8 | 0/5 |
| | 7 920°C × 30分 W.O. | 630°C × 60分 A.C. | 18.1 | 8.8 | 113.7 | 0/5 |
| | 8 920°C × 40分 O.O. | 620°C × 45分 O.C. | 17.7 | 9.0 | 122.1 | 0/5 |
| 鋼 種 | 9 920°C × 30分 W.O. | 600°C × 60分 A.C. | 17.5 | 9.1 | 119.9 | 0/5 |
| | 10 940°C × 40分 O.O. + 920°C × 40分 O.O. | 640°C × 40分 O.C. | 18.1 | 10.4 | 125.0 | 0/5 |
| | 11 900°C × 30分 W.O. | 600°C × 60分 A.C. | 17.5 | 8.9 | 116.2 | 0/5 |
| | 12 920°C × 30分 O.O. | 650°C × 45分 A.C. | 18.3 | 8.6 | 111.4 | 0/5 |
| | 13 920°C × 40分 W.O. | 610°C × 60分 A.C. | 17.8 | 8.9 | 117.3 | 0/5 |
| | 14 900°C × 60分 O.O. | 650°C × 45分 A.C. | 18.3 | 8.7 | 111.9 | 0/5 |
| | 15 920°C × 60分 O.O. + 900°C × 30分 W.O. | 600°C × 60分 O.C. | 17.5 | 10.7 | 114.8 | 0/5 |
| | 16 940°C × 45分 O.O. + 915°C × 40分 O.O. | 640°C × 40分 O.C. | 18.1 | 10.8 | 125.1 | 0/5 |
| | 17 920°C × 30分 W.O. + 920°C × 30分 W.O. | 625°C × 60分 A.C. | 18.0 | 10.5 | 124.8 | 0/5 |
| | 18 920°C × 40分 W.O. | 610°C × 45分 A.C. | 17.5 | 9.2 | 111.8 | 0/5 |
| | 19 900°C × 45分 O.O. | 600°C × 60分 A.C. | 17.5 | 9.3 | 113.2 | 0/5 |
| | 20 920°C × 30分 W.O. + 920°C × 30分 W.O. | 620°C × 45分 A.C. | 17.7 | 11.1 | 123.7 | 0/5 |

※1: W.O. …… 水焼入れ
O.O. …… 油焼入れ※2: A.C. …… 大気中放冷
W.C. …… 水冷
O.C. …… 油冷※3: $P_{LW} = T(20 + \log t)$
但し、T: 焼戻し温度 (°K)
t: 保持時間 (時間)

(注) 加熱は焼入れ、焼戻しともに炉加熱で行った。

第2表 (2)

| 鋼種 | 焼入れ条件 ※1 | 焼戻し条件 ※2 | $P_{Lx} \times 10^{-3}$ ※3 | オーステナイト 粒度 ASTM No. | 降伏強さ (0.2%耐力) kgf/mm ² | 割れ 発生率 |
|-----|--|------------------|-------------------------------|---------------------------|---|-----------|
| 比較鋼 | 21 920°C × 30分 W.Q. | 580°C × 30分 W.C. | 16.8 | 8.0 | 95.4 | 0/5 |
| | 22 920°C × 40分 W.Q. | 300°C × 15分 O.C. | 11.1 | 7.9 | 118.2 | 5/5 |
| | 23 900°C × 30分 W.Q. | 580°C × 30分 A.C. | 16.8 | 8.1 | 77.8 | 0/5 |
| | 24 940°C × 30分 W.Q. | 580°C × 30分 W.C. | 16.8 | 7.2 | 115.1 | 3/5 |
| | 25 940°C × 30分 W.Q. + 940°C × 30分 W.Q. | 590°C × 60分 A.C. | 17.3 | 7.9 | 117.3 | 3/5 |

第2表に示す結果から、本発明の化学成分範囲の鋼は 580°C 以上、 $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ の条件で焼戻しても、150ksi (105.5kgf/mm²) を越える降伏強さ (0.2%耐力) が得られ、しかも遅れ破壊の発生が零であって、比較鋼に比べて強度と耐遅れ破壊特性のいずれか一方又は双方が優れ、強度と耐遅れ破壊性のバランスが極めて良好であることが明らかである。

実施例 2

第3表に示す化学成分組成の鋼26~28を溶製した。次いで、これらの鋼を加熱・圧延し、第4表に示す条件にて焼入れし、次に焼戻しを行なった。焼戻し前のものについてオーステナイト粒度 (ASTM No.) を測定し、焼戻し後のものについて実施例1と同じ条件で引張試験と遅れ破壊試験を行なった。

このようにして得られた試験結果も併せて第4表に示す。

第3表

| 鋼種 ☆ | 化学成分(重量%) | | | | | | | | | | | | | | Ac ₁ 点 (°C) | Ac ₃ 点 (°C) | | | |
|---------|-----------|------|------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|------|------|---------------------------|---------------------------|---|-----|-----|
| | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | W | V | Nb | Zr | Al | Cu | Ti | B | Mo+1/2W | Fe+不純物 | | | |
| A | 26 | 0.31 | 0.29 | 0.44 | 0.97 | 1.10 | 0.49 | — | 0.07 | 0.042 | 0.050 | 0.039 | 0.25 | — | 0.0012 | 0.49 | 残 | 745 | 825 |
| | 27 | 0.28 | 0.28 | 1.10 | 1.15 | 0.70 | 0.43 | 0.18 | 0.05 | 0.040 | 0.023 | 0.052 | — | 0.02 | 0.0010 | 0.52 | 〃 | 720 | 825 |
| B | 28 | 0.23 | 0.12 | 1.97 | 0.23 | 0.08 | 0.11 | — | 0.04 | —* | —* | 0.026 | — | — | 0.0014 | 0.11 | 〃 | 700 | 815 |

*印は本発明の対象外の鋼成分であることを示す。

☆ : A…本発明対象鋼

B…比較鋼

第4表

| 鋼種 | 焼入れ条件 ※1 | 焼戻し条件 ※2 | P _{LW} × 10 ⁻³ ※3 | オーステナイト 粒度 ASTM No. | 降伏強さ (0.2%耐力) kgf/mm ² | 割れ 発生率 |
|----------------|---|------------------|--|---------------------------|---|-----------|
| 本発明 対象 鋼 | 920°C × 30秒(2) W.Q. | 640°C × 45分 A.C. | 1.8. 1 | 10. 9 | 124.8 | 0/5 |
| | 920°C × 30分(1) W.Q. + 900°C × 30秒(2) W.Q. | 640°C × 60分 A.C. | 1.8. 3 | 11. 8 | 127.8 | 0/5 |
| | 950°C × 30秒(2) O.Q. + 920°C × 20秒(2) W.Q. | 675°C × 30分 W.C. | 1.8. 7 | 12. 7 | 118.2 | 0/5 |
| 27 | 920°C × 30秒(2) W.Q. | 620°C × 60分 W.C. | 1.7. 9 | 10. 6 | 119.8 | 0/5 |
| | 900°C × 30分(1) W.Q. + 920°C × 30秒(2) W.Q. | 650°C × 60分 A.C. | 1.8. 5 | 11. 8 | 110.7 | 0/5 |
| 比較 鋼 | 920°C × 30秒(2) W.Q. | 580°C × 30分 A.C. | 1.6. 8 | 9. 8 | 87.4 | 0/5 |
| | 950°C × 20秒(2) W.Q. | 540°C × 30分 W.C. | 1.6. 0 | 9. 4 | 92.4 | 0/5 |
| | 900°C × 30秒(2) W.Q. | 380°C × 10分 A.C. | 1.2. 6 | 9. 7 | 119.8 | 5/5 |

※1 : W.Q. … 水焼入れ (1)…炉加熱

O.Q. … 油焼入れ (2)…誘導加熱

※2 : 焼戻しは全て加熱炉
での炉加熱。

A.C. … 大気中放冷

※3 : P_{LW} = T (20 + log t)

但し、T : 焼戻し温度 (°K)

t : 保持時間 (時間)

W.C. … 水冷

第4表に示した結果からも、本発明の化学成分の範囲内の鋼は580℃以上、 $P_{LW} \geq 16.8 \times 10^3$ の条件で焼戻ししても150ksi(105.5kgf/mm²)を越す大きな降伏強さ(0.2%耐力)が得られ、しかも遅れ破壊の発生が零であって、比較鋼に比べて強度と耐遅れ破壊性のいずれかが優れ、強度と耐遅れ破壊性のバランスが極めて良好であることが明らかである。

実施例3

前記第3表のうちの本発明の規定する化学成分範囲の対象鋼である鋼27を加熱・圧延し、第5表に示す条件にて焼入れし、次に焼戻しを行なった。焼戻し前のものについてオーステナイト粒度(ASM No.)を測定し、焼戻し後のものについて実施例1と同じ条件で引張試験と遅れ破壊試験を行なった。その試験結果も併せて第5表に示す。

第5表

| 鋼種 | 焼入れ条件 ※1 | 焼戻し条件 ※2 | $P_{LW} \times 10^{-3}$ ※3 | オーステナイト 粒度 ASTM No. | 降伏強さ (0.2%耐力) kgf/mm ² | 割れ 発生率 | 区分 ★ |
|------------------|-------------------------------|----------------|-------------------------------|---------------------------|---|-----------|---------|
| 本発明 対象鋼 27 | 920℃×30分 W.Q. + 900℃×20分 W.Q. | 600℃×45分 A.C. | 17.4 | 10.8 | 120.8 | 0/5 | A |
| | 920℃×30分 W.Q. + 880℃×20分 W.Q. | 650℃×15分 W.C. | 17.9 | 10.9 | 119.3 | 0/5 | A |
| | 950℃×30分 W.Q. + 900℃×20分 W.Q. | 625℃×1分 A.C. | 16.4 | 10.6 | 121.2 | 2/5 | B |
| | 920℃×30分 W.Q. + 920℃×20分 W.Q. | 500℃×300分 A.C. | 16.0 | 10.5 | 119.7 | 3/5 | B |
| | 1100℃×30分 O.Q. | 550℃×180分 A.C. | 16.9 | 4.8 | 115.4 | 3/5 | B |
| | 1100℃×30分 W.Q. | 600℃×20分 W.C. | 17.0 | 4.8 | 113.9 | 3/5 | B |

※1 : W.Q. … 水焼入れ

※2 : A.C. … 大気中放冷

※3 : $P_{LW} = T(20 + \log t)$

O.Q. … 油焼入れ

W.C. … 水冷

但し、T : 焼戻温度(°K)

t : 保持時間(時間)

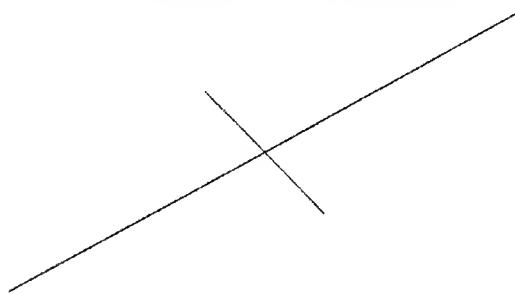
(注) 焼入れ、焼戻しとともに加熱は炉加熱である。

★ : A … 本発明鋼、B … 比較鋼

第5表の結果から、本発明の規定する化学成分範囲の対象鋼についても、本発明の範囲内の処理条件を満足してはじめて、耐遅れ破壊性が良好になることが判る。

実施例4

前記第3表のうちの本発明の規定する化学成分範囲の対象鋼である鋼26を加熱・圧延後、第6表に示す条件にて焼入れし、次に焼戻しを行なった。焼戻し前のものについてオーステナイト粒度 (ASTM No.) を測定し、焼戻し後のものについて実施例1と同じ条件で引張試験と遅れ破壊試験を行なった。その試験結果も併せて第6表に示す。



第6表

| 鋼種 | 最終焼入れ前の処理 ※1 | 最終焼入れ条件 ※1 | 焼戻し条件 ※1 | $P_{LX} \times 10^{-3}$ ※2 | オーステナイト粒度 ASTM No. | 降伏強さ (0.2%荷力) kgf/mm ² | 割れ発生率 | 区分★ |
|--------------|--|---------------------|---------------------|----------------------------|--------------------|-----------------------------------|-------|-----|
| 本発明対象鋼 26 | 920°C × 30分(1) W.Q. + 700°C × 20分(1) A.C. + 70%冷間加工 | 920°C × 20秒(2) W.Q. | 645°C × 45分(1) W.C. | 18.2 | 12.7 | 125.1 | 0/5 | A |
| | 熱延後 900°C から直接水焼入れ + 30%冷間加工 | 920°C × 15秒(2) W.Q. | 640°C × 40分(1) A.C. | 18.1 | 11.2 | 123.8 | 0/5 | A |
| | 熱延後 980°C から直接水焼入れ | — | 640°C × 30分(1) W.C. | 18.0 | 7.2 | 114.9 | 2/5 | B |
| | 熱延後 400°C で大気中放冷し、その後 400°C から 920°C に再加熱し、最終寸法に仕上げた後、続いてそのまま 840°C から直接水焼入れ | 920°C × 20分(1) W.Q. | 610°C × 60分(1) W.C. | 17.7 | 10.7 | 123.9 | 0/5 | A |
| | 熱延後 1000°C から直接水焼入れ | 980°C × 30分(1) W.Q. | 610°C × 60分(1) A.C. | 17.7 | 9.8 | 119.8 | 0/5 | A |

※1: W.Q. … 水焼入れ (1) 炉加熱

※2: $P_{LX} = T(20 + \log t)$

★: A … 本発明鋼

O.C. … 油焼入れ (2) 燃導加熱

但し、T: 焼戻し温度 (°K)

B … 比較鋼

A.C. … 大気中放冷

W.C. … 水冷

第6表から、本発明ではオーステナイト粒の微細化方法の如何に拘わらず、オーステナイト粒度をASTM No.で8.5以上に調整して焼入れた後、それを580°C以上、 $P_{Lx} \geq 16.8 \times 10^3$ の条件で焼戻ししさえすれば、耐遅れ破壊性の優れた高強度鋼が得られることが判る。

実施例5

前記第1表に示す鋼のうち本発明の規定する化学成分範囲の対象鋼である鋼1、2、14、15及び本発明の範囲外である比較鋼24を加熱・圧延し、第7表に示す条件で焼入れし、次に焼戻しを行なった。焼戻し前のものについてオーステナイト粒度(ASTM No.)を測定し、焼戻し後のものについて、実施例1と同じ条件で引張試験を行ない、又実施例1に準じて、HClでpHを3.5に調整した5%食塩水(常温)中に1000時間浸漬する遅れ破壊試験を行なった。なお、試験液は48時間毎に交換した。

このようにして、得られた試験結果も併せて第7表に示す。

第7表

| 鋼種 | | 焼入れ条件 ※1 | 焼戻し条件 ※2 | $P_{Lx} \times 10^{-3}$ ※3 | オーステナイト 粒度 ASTM No. | 降伏強さ (0.2%耐力) Kgf/mm ² | 割れ 発生率 |
|------------|----|---------------------------------|----------------|-------------------------------|---------------------------|---|-----------|
| 本発明 対象鋼 | 1 | 950°C×30分 W.Q. + 920°C×30分 W.Q. | 640°C×40分 W.C. | 18.1 | 10.4 | 123.5 | 0/5 |
| | 2 | 920°C×30分 O.Q. | 650°C×60分 W.C. | 18.5 | 8.9 | 114.8 | 0/5 |
| | 14 | 950°C×30分 W.Q. + 900°C×30分 W.Q. | 600°C×60分 A.C. | 17.5 | 10.3 | 113.9 | 2/5 |
| | 15 | 900°C×45分 W.Q. | 630°C×45分 A.C. | 17.9 | 8.7 | 110.1 | 1/5 |
| 比較 鋼 | 24 | 940°C×30分 W.Q. | 600°C×45分 A.C. | 17.4 | 7.9 | 111.4 | 4/5 |

(注) 加熱は焼入れ、焼戻しともに炉加熱で行った。

※1 : W.Q. …… 水焼入れ

O.Q. …… 油焼入れ

※2 : A.C. …… 大気中放冷

W.C. …… 水冷

※3 : $P_{Lx} = T(20 + \log t)$

但し、T : 焼戻し温度(°K)
t : 保持時間(時間)

第7表に示す結果から、本発明の規定する化学成分範囲の対象鋼のうちでも特に(Si+Mn)が0.80%以下の鋼1、2は低pHの環境下でも耐遅れ破壊性と強度のバランスが極めて良好であることが判る。

発明の効果

上述した如く、本発明の鋼により、150ksi(105.5kgf/mm²)を越える高強度と優れた耐遅れ破壊性を具備して、しかも安価な超高強度油井管の製造が可能となり、従ってその工業上もたらされる効果は極めて大きいものである。

本発明の鋼は、超高強度油井管以外にも、上述と同一強度レベルの高力ボルト等にも広く応用できるものである。

なお、本明細書中で鋼の化学成分を表示するのに使用した%は重量%である。

4. 図面の簡単な説明

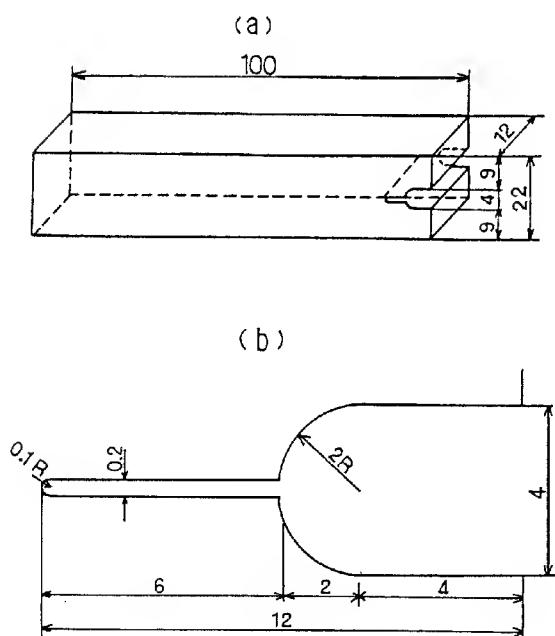
第1図は、遅れ破壊試験片の形状を示すものであり、第1図(a)は試験片全体の斜視図、第1図(b)は

はそのUノッチ部の詳細を示すものである。

第2図は、170ksi(119.5kgf/mm²)近傍の降伏強さを有する本発明対象鋼の耐遅れ破壊特性に及ぼす、焼戻し温度(保持30分の場合)とオーステナイト粒度の影響を示す図である。

特許出願人 住友金属工業株式会社
代理人 弁理士 新居 正彦

第1図



第2図

